DOI: 10.22067/jmme.2022.74511.1037　　　https://jmme.um.ac.ir/

بررسی رفتار مکانیکی کامپوزیت Al A356- B_4C/TiB_2 تولیدشده به روش ریخته‌گری گردابی*

مقاله پژوهشی

علی علیزاده[۱]　　　مهدی عبدالهی آذغان[۲]

چکیده *در تحقیق حاضر، تاثیر افزودن میکروذرات کاربید بور (B_4C) و نانوذرات دی‌بورید تیتانیم (TiB_2) بر ریزساختار، استحکام کششی و سختی کامپوزیت زمینه آلومینیوم A356مورد مطالعه قرار گرفت. تقویت‌کننده B_4C با درصـــدهای حجمی ۲/۵، ۵ و ۷/۵ و تقویت‌کننده TiB_2با ٪۲/۵ حجمی به روش ریخته‌گری گردابی در دمای °C ۱۰۰۰ تحت فرآیند درجا به زمینه اضـافه شـدند. نانوذرات TiB_2 با روش درجا به‌وسـیله پیش مواد کریولیت (Na_3AlF_6) و اکسـید تیتانیم (TiO_2) و پتاسیم ترا فلورو بوراید (KBF_4) در مذاب آلومینیوم فرآوری شد و میکروذرات B_4C بصورت مستقیم وارد مذاب شد. به‌منظور بررسی ریزساختار و فرایند شکست، از آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD)، میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد. همچنین از آزمون کشش و سختی به منظور بررسی رفتار مکانیکی کامپوزیت استفاده شد. نتایج نشان داد افزودن B_4C ابتدا باعث کاهش و سپس باعث افزایش استحکام کششی نهایی نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده شد. همچنین، بیشترین میزان استحکام کششی مربوط به نمونه حاوی ٪۲/۵ حجمی B_4C و ٪۲/۵ حجمی TiB_2 است که نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده ۲۳۵ درصد بهبود نشان داد. اما استحکام کششی نمونه حاوی فقط ٪۲/۵ حجمی B_4C نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده ۳۵ درصد کاهش یافت. نتایج حاصل از آزمون سختی افت خواص در کامپوزیت حاوی ٪۲/۵ حجمی B_4C را نشان داد. بیشترین بهبود سختی نیز مانند استحکام کششی در نمونه حاوی ٪۲/۵ حجمی B_4C و ٪۲/۵ حجمی TiB_2 بود که در مقایسه با نمونه بدون تقویت‌کننده ۳۳ درصد افزایش پیدا کرد.*

واژه های کلیدی آلومینیوم A356، دی‌بورید تیتانیم، کاربید بور، ریخته‌گری گردابی

مقدمه

نیاز به مواد با چقرمگی و استحکام بالا سبب تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی (MMC(Metal Matrix Composites)) تقویت‌شده با نانوذرات سرامیکی شد. در ابتدا، استفاده از این نوع کامپوزیت-ها به دلیل هزینه بالا و سختی فرآیند تولید محدود به بخش نظامی و هوافضا می‌شد. اما امروزه به دلیل ابداع روش‌های ساخت آسان‌تر، در بسیاری از تجهیزات این نوع کامپوزیت‌ها جایگزین آلیاژهای فلزی مختلف شده است [1,2]. استفاده از کامپوزیت-های زمینه فولادی تقویت شده با بور نیترید در زره تانک‌ها، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف بور در بدنه شاتل‌های فضایی، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی در دیسک‌های ترمز اتومبیل‌های لوتوس الیزه (Lotus Elise) و شرکت 3M آمریکایی (که باعث کاهش ۵۰ درصدی وزن دیسک‌ها در مقایسه با نوع چدنی شده است)، کامپوزیت زمینه تیتانیومی تقویت شده با الیاف سیلسیم کاربید (SiC) در ساخت سیلندر اتومبیل‌های پورشه و استفاده از کامپوزیت زمینه مس- نقره تقویت شده با ذرات الماس به عنوان تراشه‌های الکترونیکی بخشی از کاربرد-های کامپوزیت‌های MMC در صنعت است [3,4].

آلومینیوم‌های آلیاژی خواص مکانیکی خوب از قبیل چقرمگی شکست بالا، استحکام خوب و قیمت پایین در مقایسه با سایر آلیاژهای فلزی از خود نشان می‌دهند که باعث استفاده بیشتر از آن‌ها نسبت به سایر آلیاژهای مورد استفاده در کامپوزیت-های MMC شده است [5]. آلومینیوم A356 به دلیل استحکام به وزن بالا، مقاومت به خوردگی مناسب، سیالیت و قابلیت ریخته-گری عالی و همچنین ضریب انبساط حرارتی پایین از پرکاربردترین آلیاژهای ریخته‌گری آلومینیوم است. از جمله معایب این نوع آلیاژ انعطاف‌پذیری و چکش‌خواری پایین است که می‌توان با اصلاح روش ریخته‌گری این خواص را نیز بهبود بخشید [6].

افزودن تقویت‌کننده‌های پیوسته (الیاف بلند و صفحه‌ای) شامل گرافیت، بور و آلومینا (Al_2O_3) و ناپیوسته (الیاف کوتاه و ذرات) شامل سیلسیم کاربید (SiC)، آلومینیوم اکسید (Al_2O_3)، دی‌بورید تیتانیم (TiB_2) و کاربید بور (B_4C) در زمینه فلزی افزایش چشم‌گیر خواص مکانیکی و حرارتی را به دنبال دارد [7]. TiB_2 یک گزینه بسیار مناسب برای مواد تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی است. سختی و دمای ذوب بالای

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۰/۱۰/۱۲ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۱/۲/۱۰ می‌باشد.
(۱) نویسنده مسئول، دکتری تخصصی، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.　　　**Email**: a_alizadeh@mut.ac.ir
(۲) دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایرا ن

TiB_2 ناشی از پیوند قوی بین اتم‌های تیتانیوم و بور است. سختی این ماده حدود ۲۵۰۰ ویکرز است که در کاربردهای با مقاومت به سایش بالا به‌عنوان تقویت‌کننده مورد استفاده قرار می‌گیرند. استحکام بالای TiB_2 باعث شده است در مواقع نیاز به استحکام بسیار بالا و وزن پایین، مواد مرکب آلومینیمی تقویت‌شده با TiB_2 به‌عنوان یکی از بهترین گزینه‌ها مطرح باشد. علاوه بر این، در دماهای بالا این ماده نسبت به اکسیداسیون مقاومت بالایی دارد. همچنین، مقاومت TiB_2 به خوردگی و واکنش‌های شیمیایی نیز بسیار خوب است [8,9]. ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با TiB_2 ایجاد ترکیب بین فلزی Al_3Ti را به دنبال دارد که باعث کاهش شدید خواص مکانیکی کامپوزیت می‌شود. وانگ و همکاران [10] خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه A356 تقویت شده با TiB_2 را بررسی کردند. نتایج بدست آمده از XRD نشان داد اثری از ترکیب بین فلزی Al_3Ti دیده نمی‌شود. آنها مشاهده کردند نمونه‌هایی که تحت عملیات ثانویه حرارتی قرار گرفتند استحکام و مدول کششی بالا و کرنش کمتری در مقایسه با نمونه‌های ریخته‌گری شده (بدون عملیات حرارتی) از خود نشان می‌دهند.

B_4C از پیوند کووالانسی عناصر بور و کربن به وجود می‌آید که وجود این پیوند قوی میان دو عنصر باعث شده است کاربید بور بعد از الماس و نیترید بور مکعبی، سخت‌ترین ماده شناخته شود. از B_4C می‌توان به عنوان تقویت‌کننده در زمینه فلزی و سرامیکی به‌منظور ساخت زره تانک‌ها، جلیقه‌های ضدگلوله، موشک‌های بالستیک، شاتل‌های فضایی، قطعات مقاوم در برابر ابزارهای برش و ساینده استفاده کرد [11,12]

روش ریخته‌گری گردابی یکی از روش‌های متداول در تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی است که هزینه‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی در این روش حدود ۳۰ تا ۵۰ درصد نسبت به سایر روش‌های تولید کمتر است . از مهم‌ترین ویژگی آن می‌توان به عدم محدودیت در تولید قطعات بزرگ و پیچیده اشاره کرد. اما به علت توزیع غیریکنواخت ذرات تقویت‌کننده در این روش نیاز به فرایند ثانویه مانند اکستروژن وجود دارد [1,13].

اگر ترمودینامیک، بیانگر عدم انجام واکنش در شرایط مشخص‌شده باشد، این پیش‌بینی حتمی است اما اگر ترمودینامیک انجام یک واکنش را پیش‌بینی کند، رخ دادن و سرعت آن بستگی به سینتیک واکنش دارد. امروزه نرم افزارهای ترمودینامیکی پیش‌بینی انجام واکنش به منظور بررسی بهتر بدون اتلاف مواد و زمان را برای دانشمندان محقق کرده است .

مظاهری و همکاران [6] تاثیر افزودن B_4C به عنوان تقویت‌کننده با اندازه و درصد حجمی مختلف بر خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیت با زمینه آلیاژی A356 را مورد مطالعه قرار دادند. آنها مشاهده کردند افزایش درصد حجمی و اندازه ذرات تقویت‌کننده افزایش تخلخل در کامپوزیت را به دنبال دارد. میزان کاهش وزن حاصل از آزمون سایش با افزایش درصد حجمی تقویت‌کننده افزایش یافته و همچنین افزایش اندازه ذرات بهبود چشم‌گیر مقاومت به سایش را نشان داد که آنها افزایش سطح تماس بین زمینه و تقویت‌کننده و انتقال بهتر بار را عامل بهبود مقاومت به سایش دانستند .

هدایتیان و همکاران [14] تاثیر افزودن نانو صفحات اکسید گرافن بر خواص بالستیکی و جذب انرژی کامپوزیت زمینه آلومینیومی Al6061 تولید شده به روش ریخته‌گری گردابی را مورد بررسی قرار دادند. آنها نشان دادند که با افزودن نانو صفحات اکسید گرافن، سرعت حد بالستیک نمونه‌های کامپوزیتی تا ٢٤ درصد نسبت به آلیاژ پایه بهبود یافته است.

وانگ و همکاران [15] تغییرات خواص مکانیکی حاصل از حضور TiB_2 در زمینه آلومینیوم را بررسی کردند. در این پژوهش، آلیاژ آلومینیوم A356 در حالت‌های خام و عملیات حرارتی شده به عنوان زمینه و TiB_2 در مقادیر مختلف که حاصل از انجام واکنش بین نمک‌های مذاب است به عنوان تقویت‌کننده مورد بررسی قرار گرفت. آنها مشاهده کردند افزایش تقویت‌کننده تا ۹ درصد وزنی باعث افزایش خواص مکانیکی (استحکام خمشی، چقرمگی و سختی) و کاهش طول ازدیاد آن می‌شود.

در تحقیق حاضر، تاثیر ٪۲/۵ حجمی نانوذرات TiB_2 و ۲/۵، ۵ و ۷/۵ درصد حجمی B_4C بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیوم A356 مورد مطالعه قرار گرفت. تاکنون تحقیقات کمی در رابطه با تاثیر ذرات تقویت‌کننده بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیومی انجام شده است. مزیت تحقیق حاضر نسبت به تحقیقات پیشین بررسی ترمودینامیکی انجام واکنش قبل ساخت نمونه و تعیین ریزساختار و خواص مکانیکی در حضور دو نوع نانوذره مختلف است. علاوه بر این شناسایی فرایندهای تاثیرگذار بر رفتار مکانیکی کامپوزیت‌های

Al A356تقویت‌شده با TiB_2 و B_4C یکی دیگر از مزیت‌های تحقیق حاضر است.

بخش تجربی

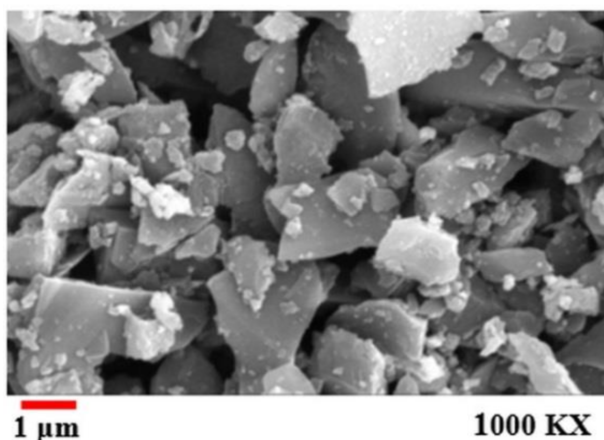
شبیه‌سازی ترمودینامیکی. قبل از تهیه مواد و ساخت نمونه کامپوزیتی، به‌منظور بررسی ترمودینامیکی واکنش‌ها و محصولات آن از نرم افزار HSC Chemistry 6.0 استفاده شد. این نرم افزار یک نرم افزار ترمودینامیکی است که می‌توان با آن به ارزیابی ترمودینامیک خوردگی مواد مهندسی، سینتیک خوردگی، متالورژی استخراجی، دیاگرام فازها، معادلات ترمودینامیکی برای انجام شدن یا نشدن واکنش پرداخت. به کمک این نرم‌افزار می‌توان برهم‌کنش بین عناصر و فازهای مختلف موجود در سیستم را از لحاظ ترمودینامیکی پیش‌بینی نمود. با در نظر گرفتن این مطلب، تمامی واکنش‌های قابل انجام در حضور آلیاژ A356، نانوذرات B_4C و پیش مواد تولید نانوذرات TiB_2 در دمای صفر تا ۱۰۰۰°C (دمای کاری مورد نیاز برای ساخت کامپوزیت تحقیق حاضر) مورد بررسی قرار گرفت.

مواد. در تحقیق حاضر، آلیاژ آلومینیوم A356 به عنوان زمینه کامپوزیت مورد استفاده قرار گرفت. جدول (۱) عناصر تشکیل دهنده این آلیاژ را نشان می‌دهد. B_4C به صورت پودر با متوسط اندازه ذرات حدود ۰/۸ μm و درصد خلوص ۹۹٪ مورد استفاده قرار گرفته است.

شکل (۱) تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM (Scanning Electron Microscope میکروذرات B_4C را نشان می‌دهد. به‌منظور تولید ذارت TiB_2 از پیش مواد پتاسیم هگزا فلورو تیتانات (K_2TiF_6) و پتاسیم ترا فلورو بورات (KBF_4) (خریداری شده از Sigma-Aldrich، آمریکا) استفاده شد. همچنین از افزودنی اکسید سریم (CeO_2) (خریداری شده از Sigma-Aldrich، آمریکا) استفاده شد. این افزودنی با کاهش انرژی سطحی بین آلومینیوم و نانوذرات TiB_2، چسبندگی بین زمینه و تقویت‌کننده را بهبود می‌بخشد. سدیم هگزا فلورو آلومینات (Na_3AlF_6) نیز به عنوان کمک‌ذوب و سرباره‌گیر مورد استفاده قرار گرفت.

جدول ۱ عناصر آلیاژ آلومینیوم A356

عنصر	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Ti	Zn	Pb
درصد وزنی	باقی‌مانده	۷/۰۱	۰/۴۳	۰/۰۳	۰/۱۵	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۰۳	<۰/۰۱



شکل ۱ تصویر SEM از میکروذرات B_4C

ساخت نمونه‌ها. ابتدا برای دستیابی به مخلوط یکنواخت پودرهای Na_3AlF_6، K_2TiF_6 و KBF_4 با نسبت استوکیومتری ۱:۱:۲ (به ترتیب ۱۰، ۱۰ و ۱۰ گرم به ازای هر ۱۰۰۰ گرم آلومینیوم) بال میل با سرعت ۸۰ دور بر دقیقه درون محفظه پلیمری استفاده شد. سپس پودر حاصل به درون مذاب حاوی B_4C و فاز زمینه در دمای ۱۰۰۰°C اضافه شد. به‌منظور توزیع یکسان پودر حاصل، مذاب به مدت ۱۰ دقیقه توسط همزن مکانیکی مخلوط و مدت ۴۰ دقیقه به‌منظور انجام واکنش پیش‌مواد در دمای ۱۰۰۰°C نگه‌داری شد [16,17]. به‌منظور جلوگیری از تشکیل اکسید آلومینیوم در تمامی مراحل فرآیند تولید اعم از ذوب و ریخته‌گری از گاز آرگون استفاده شد. بعد از مرحله ریخته‌گری تمامی نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند. عملیات حرارتی T6 در آلیاژ A356 بوسیله تغییر شکل تیغه‌های سیلیسیمی درون زمینه و ایجاد فاز جدید، باعث افزایش استحکام آلیاژ پایه خواهد شد. طبق استاندارد در این سیکل، نمونه تا دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده و به مدت ۱۲ ساعت در این دما نگهداری شد تا فرآیند انحلال سیلیسیم کامل شود. پس از آن، نمونه در آب ۸۰ درجه سانتی‌گراد کوئنچ شده و برای فرآیند پیرسختی ۱۲ ساعت در دمای ۱۵۵ درجه سانتی‌گراد نگهداری شد. شماره نمونه و درصد حجمی تقویت‌کننده‌ها در جدول (۲) نشان داده شده است.

جدول ۲ شماره نمونه و درصد حجمی تقویت‌کننده‌ها

شماره نمونه	درصد حجمی افزودنی‌ها	
	B_4C	TiB_2
۱	۰	۰
۲	۲/۵	۰
۳	۵	۰
٤	۷/۵	۰
۵	۲/۵	۲/۵

بررسی میکروسکوپی و مشخصه‌یابی نمونه‌ها. به‌منظور بررسی تغییرات ریزساختاری قبل و بعد از فرآیند T6، کامپوزیت‌های تولید شده پس از آماده‌سازی سطحی توسط میکروسکوپ نوری اولایمپوس (Olympus) مجهز به دوربین دیجیتال BX61 مورد مطالعه قرار گرفتند.

به‌منظور شنا سایی تقویت‌کننده‌ها در کامپوزیت زمینه فلزی از میکروسکوپ الکترونی VEGA3 XMU ساخت شرکت TESCAN که مجهز به شناساگر EDS ساخت شرکت Oxford Instruments استفاده شد.

در این پژوهش به‌منظور شناسایی فاز تقویت‌کننده TiB_2 از دستگاه پراش اشعه ایکس (XRD) با فیلامنت تنگستنی و زاویه کم (SAXS (Small Angle X-ray Scattering)) ساخت شرکت فیلیپس مدل D6792 کشور هلند استفاده شد. در مرحله آماده‌سازی نمونه به‌منظور تشخیص فازهای تشکیل شده در حین فرآیند درجا، نمونه‌ها در هیدروکلریک اسید (Hydrochloric Acid (HCl)) قرار داده شدند تا پس از حذف آلومینیوم A356 فازهای تشکیل شده مورد آنالیز قرار گیرند.

بررسی خواص مکانیکی. برای تعیین خواص کششی نمونه‌های کامپوزیتی از دستگاه کشش ساخت شرکت سنتام(Santam) ایران مدل STM-50 با دقت جابجایی ۰/۰۵ mm و استاندارد ASTM E8M [18] استفاده شد. به‌منظور ارزیابی سختی کامپوزیت‌ها از آزمون سختی برینل طبق استاندارد ASTM E10 و دستگاه ESE WAY مدل DVRB.M با نیروی ٦۰ kgf و قطر فرورونده mm ۲/۵ استفاده شد. انجام آزمون‌های مکانیکی برای هر گروه از نمونه‌ها ۳ بار بوده که داده‌های گزارش شده میانگین آزمون‌های انجام شده است.

نتایج و بحث

شبیه‌سازی واکنش‌ها. در این مرحله ابتدا شبیه‌سازی کامپوزیت $A356/B_4C$ مورد بررسی قرار گرفت. جدول (۳) شرایط در نظر گرفته شده برای شبیه‌سازی واکنش ترمودینامیکی کامپوزیت $A356/B_4C$ را به ازای ۱۰۰ کیلومول واکنش‌دهنده نشان می‌دهد. پس از در نظر گرفتن شرایط اولیه شبیه‌سازی، برهم‌کنش‌های مواد و عناصر موجود در سیستم از دمای ۲۵ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد در فشار ۱ اتمسفر بررسی شد.

شکل (۲) نتایج حاصل از شبیه‌سازی ترمودینامیکی را بر حسب دما- کیلومول نشان می‌دهد. با توجه به اینکه مقادیر برخی از فراورده‌ها کم‌تر از ۰/۰۵ درصد است، بنابراین می‌توان از آن‌ها صرف نظر کرد.

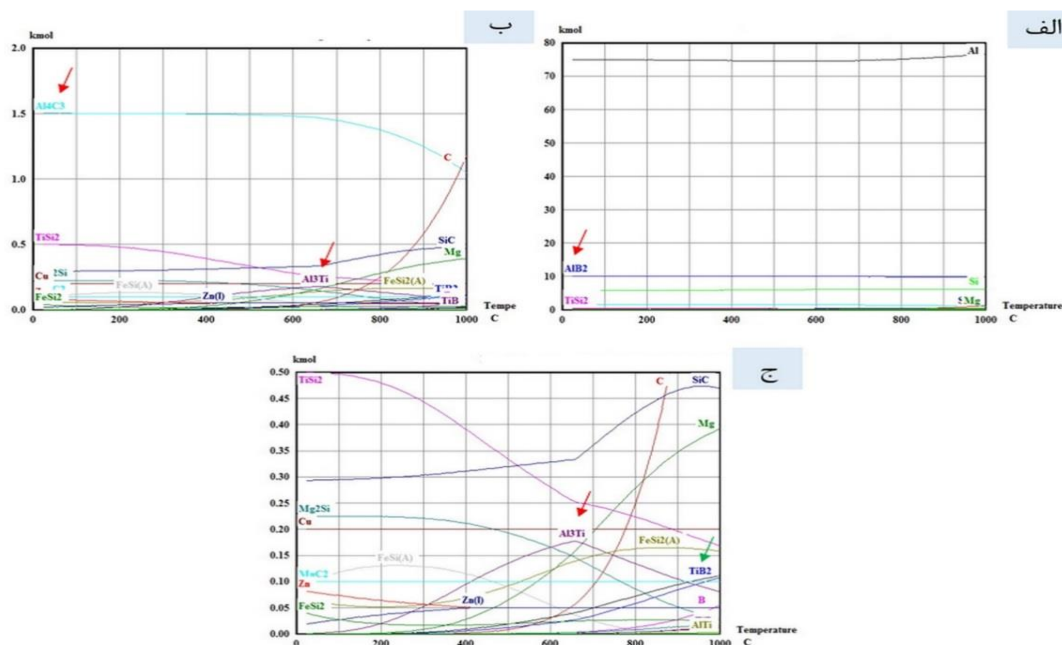
فاز مخرب Al_3Ti به مقدار زیادی خود را نشان می‌دهد. علت این امر، فعال بودن بسیار تیتانیوم و میل آن به واکنش‌دادن است. البته در کنار حضور این فاز، کربن آزاد نیز در این نتایج

قابل مشاهده است. در واقعیت این کربن آزاد با فاز Al_3Ti واکنش داده و فاز TiC بوجود خواهد آمد که به عنوان تقویت‌کننده در کامپوزیت به ایفای نقش خواهد پرداخت. همچنین می‌توان پیش‌بینی نمود که فاز Al_3Ti با فازهای Al_4C_3 و AlB_2 وارد واکنش شده و فازهای TiC و TiB_2 بدست خواهند آمد. علاوه بر این، با توجه به روش ترکیب نمک‌های فلزی برای ایجاد واکنش درجا، احتمال بوجود آمدن فاز Al_3Ti کمتر شده و کنترل آن آسان‌تر خواهد بود. فراوردهای زیادی از شبیه‌سازی ترمودینامیکی کامپوزیت $A356/B_4C$ به دست آمد که از مهم‌ترین آن‌ها بترتیب می‌توان به فازهای مخرب AlB_2، Al_4C_3 و Al_3Ti با مقادیر حداکثر ۱۰، ۱/۵ و ۰/۱۷ کیلومول (فلش قرمز در تصویر شکل ۲) و فاز تقویت‌کننده TiB_2 با مقدار ۰/۱۱ کیلومول (فلش سبز در تصویر شکل ۲) اشاره کرد.

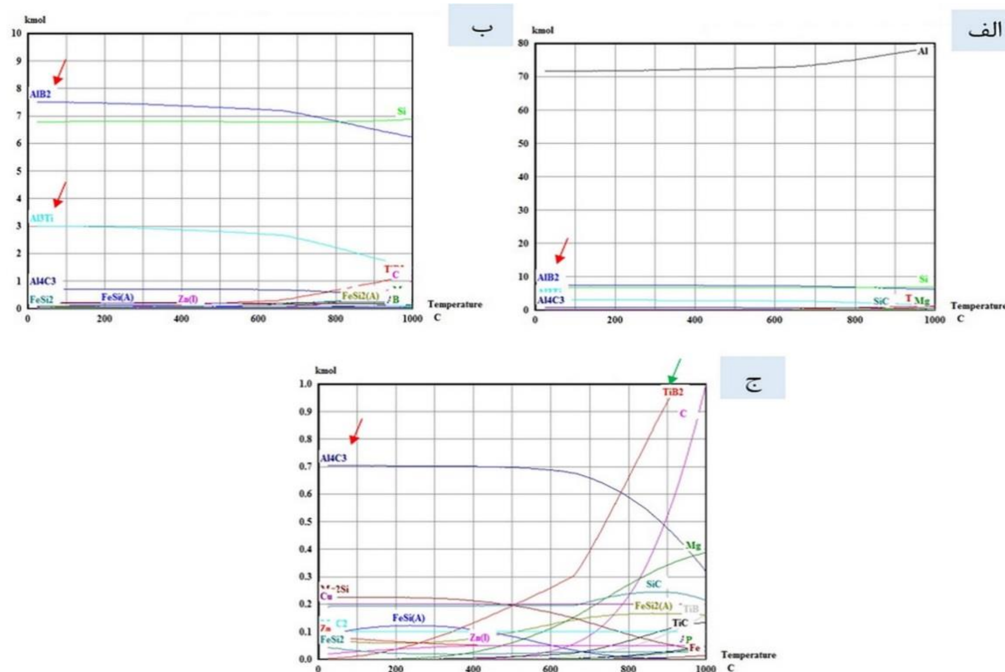
در مرحله بعد شبیه‌سازی کامپوزیت A356/B4C+TiB2 مورد بررسی قرار گرفت. جدول (٤) شرایط در نظر گرفته شده برای شبیه‌سازی واکنش ترمودینامیکی کامپوزیت را به ازای ۱۰۰ کیلومول نشان می‌دهد.

جدول ۳ شرایط اولیه درنظرگرفته شده در شبیه‌سازی فرآیند ساخت کامپوزیت $A356/B_4C$

Species Formula	Amount %	MW g/mol	Dens g/ml
PHASE 1:	100		
N_2(g)	1.9607843	22.4136	1.229
Al_4C_3	0	143.95917	2.3599999
B_4C	98.039216	55.250999	2.52
MgC_2	0	48.327	0
MnC_2	0	78.959999	0
SiC	0	40.0965	3.1600001
TiC	0	59.910999	4.9299998
PHASE 2:	100		
Al	90.95	26.981541	2.7
AlB_2	0	48.60154	3.1900001
AlTi	0	74.881538	0
Al_3Ti	0	128.84462	0
B	0	10.81	2.3399999
C	0	12.011	2.26
Cu	0.2	63.546001	8.96
Fe	0.2	55.847	7.8600001
FeSi(A)	0	83.932503	6.0999999
FeSi2	0	112.018	4.7399998
$FeSi_2$(A)	0	112.018	0
Mg	0.45	24.305	1.74
Mg_2Si	0	76.695503	1.99
Mn	0.1	54.938	7.4299998
Si	7.5	28.085501	2.329
Ti	0.5	47.900002	4.506
TiB	0	58.709999	0
TiB_2	0	69.519997	4.3800001
TiSi	0	75.985497	0
$TiSi_2$	0	104.071	4
Zn	0.1	65.379997	7.1399999
Zn(l)	0	65.379997	7.1399999



شکل ۲ نتیجه شبیه‌سازی ترمودینامیکی کامپوزیت A356/B4C الف) ۰ تا ۸۰ کیلومول، ب) ۰ تا ۲ کیلومول و ج) ۰ تا ۰/۵ کیلومول.



شکل ۳ نتیجه شبیه‌سازی ترمودینامیکی کامپوزیت $A356/B_4C+TiB_2$

الف) ۰ تا ۸۰ کیلومول، ب) ۰ تا ۱۰ کیلومول و ج) ۰ تا ۱ کیلومول.

پس از در نظر گرفتن شرایط اولیه شبیه‌سازی، برهم‌کنش‌های مواد و عناصر موجود در سیستم از دمای ۲۵ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد در فشار ۱ اتمسفر بررسی شد. با مشاهده شکل (۳) و مقایسه آنها با شکل (۲) می‌توان دید که فازهای مخرب به مقدار زیادی کاهش می‌یابند. همچنین با درنظر داشتن برهم‌کنش‌های بین فازهای Al_3Ti، AlB_2، Al_4C_3 و C می‌توان گفت با اضافه‌شدن دی‌بورید تیتانیم به فرآیند ساخت کامپوزیت $A356/B_4C$ می‌توان علاوه‌بر افزایش خواص استحکامی و سایشی کامپوزیت، فازهای مخرب موجود در آن را نیز کاهش داد و در نتیجه آن، خواص مکانیکی قطعه نهایی به دلیل کاهش فازهای مخرب نیز افزایش خواهد یافت. فازهای مخرب AlB_2، Al_4C_3 نسبت به کامپوزیت $A356/B_4C$ بترتیب تا ۸/۵ و ۰/۷ کیلومول کاهش پیدا کرده است اما مقدار Al_3Ti به ۳ کیلومول افزایش پیدا کرده است.

بررسی نتایج پراش اشعه ایکس. روابط استوکیومتری ۱ تا ٦ واکنش‌های انجام شده برای تهیه تقویت‌کننده TiB_2 را نشان می-دهد. شکل (٤) آنالیز XRD از نمونه ۵ را نشان می‌دهد. با توجه به آنالیز پراش اشعه ایکس شکل (٤) نمونه ۵ علاوه بر فاز TiB_2، فازهای دیگری نیز تشکیل شده‌اند. در این نمونه با شکسته شدن پیوند بین TiO_2، تیتانیوم آزاد شده و با بور آزاد شده از KBF_4 واکنش داده و TiB_2 تشکیل می‌شود. همچنین علاوه بر فاز تقویت‌کننده TiB_2 ترکیب بین فلزی Al_3Ti نیز دیده می‌شود که در شبیه‌سازی ترمودینامیکی واکنش نیز پیش‌بینی شده بود.

$$4Al+3TiO_2 \rightarrow 3Ti+2Al_2O_3 \quad (۱)$$

$$KBF_4 \rightarrow KF+BF_3 \quad (۲)$$

$$2Al+2BF_3+Ti \rightarrow TiB_2+2AlF_3 \quad (۳)$$

$$2Na_3AlF_6+2TiO_2 \rightarrow 2Na_2TiF_6+Na_2O+Al_2O_3 \quad (٤)$$

$$Na_2TiF_6+2KBF_4 \rightarrow TiB_2+2NaF+2KF+5F_2 \quad (۵)$$

$$Al2O3+2Na3AlF6 \rightarrow 3Na2O+4Al+6F2 \quad (٦)$$

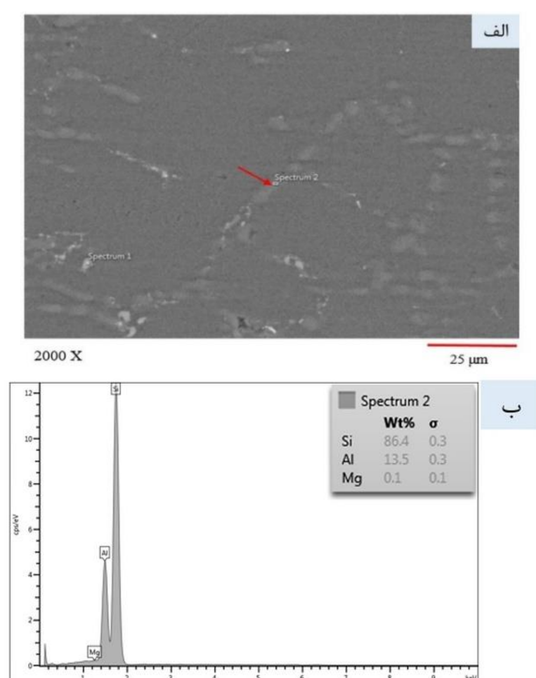
جدول ٤ شرایط اولیه درنظرگرفته شده در شبیه‌سازی فرآیند ساخت کامپوزیت $A356/B_4C+TiB_2$

Species Formula	Amount %	MW g/mol	Dens g/ml
PHASE 1:	100		
N2(g)	3.846154	22.4136	1.229
Al4C3	0	143.95917	2.3599999
B4C	96.15385	55.250999	2.52
MnC2	0	78.959999	0
SiC	0	40.0965	3.1600001
TiC	0	59.910999	4.9299998
PHASE 2:	100		
Al	84.60465	26.981541	2.7
AlB2	0	48.60154	3.1900001
AlTi	0	74.881538	0
Al3Ti	0	128.84462	0
B	4.651163	10.81	2.3399999
C	0	12.011	2.26
Cu	0.186047	63.546001	8.96
Fe	0.186047	55.847	7.8600001
FeSi(A)	0	83.932503	6.0999999
FeSi2	0	112.018	4.7399998
FeSi2(A)	0	112.018	0
Mg	0.418605	24.305	1.74
Mg2Si	0	76.695503	1.99
Mn	0.093023	54.938	7.4299998
Si	6.976744	28.085501	2.329
Ti	2.790698	47.900002	4.506
TiB	0	58.709999	0
TiB2	0	69.519997	4.3800001
Zn	0.093023	65.379997	7.1399999
Zn(l)	0	65.379997	7.1399999

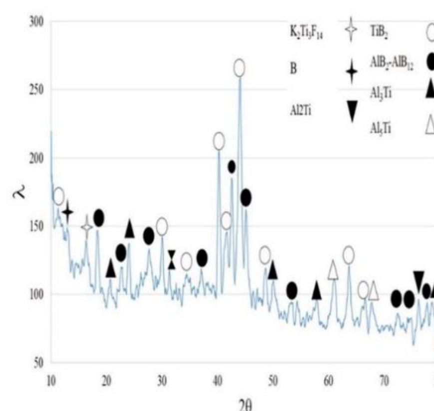
به نمونه بدون تقویت‌کننده (نمونه ۱) می‌شود. اما افزایش B_4C به اندازه ۵ و ۷/۵٪ حجمی (نمونه‌های ۳ و ٤) بترتیب افزایش ۲۹ و ٤۲ درصدی استحکام کششی نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده را به دنبال دارد. بعد از مرحله ریخته‌گری تیغه‌هایی از جنس Si در زمینه آلومینیومی شکل می‌گیرد.

شکل (٦) تصویر میکروسکوپ الکترونی و EDS نمونه ۱ را نشان می‌دهد که به‌منظور صحت‌سنجی جنس تیغه‌ها گرفته شد. EDS گرفته شده از ناحیه نشان داده شده در شکل (٦– الف) به‌وضوح حضور مقدار زیادی Si را نشان می‌دهد.

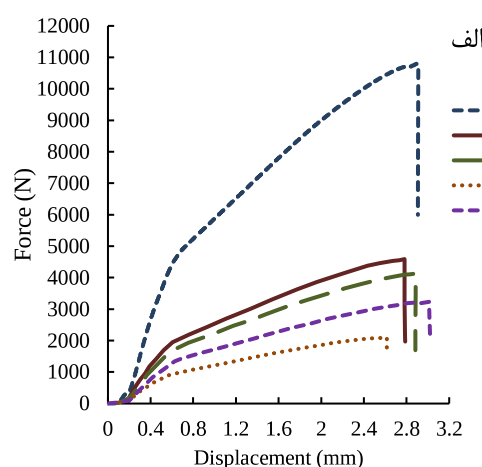
شکل (۷) تصویر میکروسکوپ نوری قبل و بعد از عملیات T6 از نمونه ۱ را نشان می‌دهد. قبل از عملیات T6 تجمع Si بصورت تیغه‌ای بوده و چسبندگی مناسبی با زمینه ندارد. بعد از عملیات T6 تیغه‌ها در زمینه حل شده و به شکل ذره‌ای توزیع یکنواختی به خود گرفته است (شکل ۷ –ب). علاوه بر این عدم وجود تخلخل بعد از عملیات T6 در نمونه ۱ باعث می شود این نمونه خواص بهتری از خود نشان دهد. شکل (۸) تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه ۲ را نشان می‌دهد. میکروذرات B_4C در فصل مشترک تیغه‌های Si و زمینه تجمع کرده و از تقسیم و توزیع یکنواخت Si بعد از عملیات T6 جلوگیری کرده و باعث افت خواص کششی نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده می‌شود.

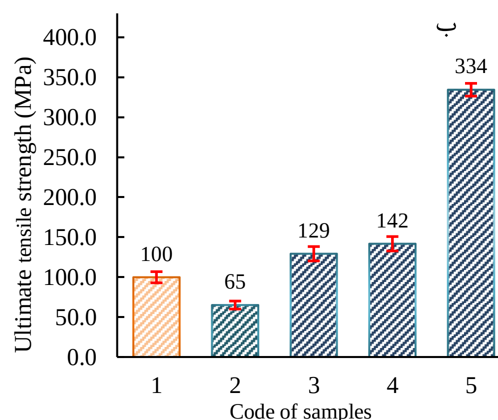


شکل ٦ الف) تصویر SEM ب) آنالیز EDS از نمونه ۱ (بدون تقویت‌کننده) بعد از عملیات T6



شکل ٤ الگوی پراش اشعه X نمونه ۵

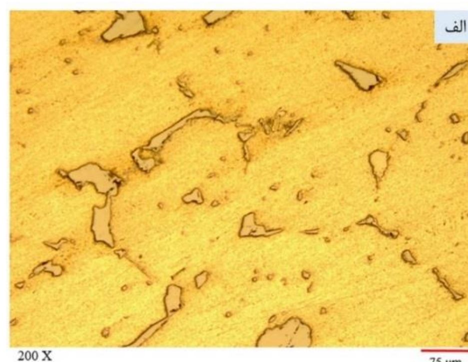


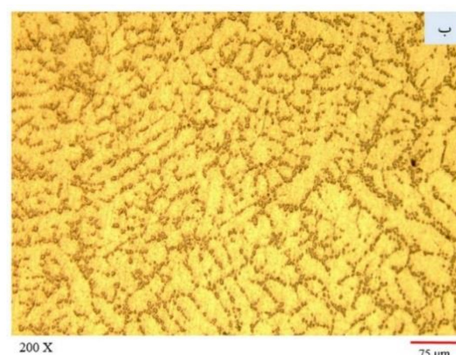


شکل ۵ الف) نمودار نیرو– جابجایی ب) استحکام کششی نهایی کامپوزیت‌های $356/B_4C+TiB_2$

خواص مکانیکی

استحکام کششی نهایی کامپوزیت‌ها. شکل (۵) نمودار نیرو– جابجایی و استحکام کششی کامپوزیت‌های زمینه A356 تقویت شده با نانوذرات B_4C و TiB_2 را نشان می‌دهد. افزودن ۲/۵٪ حجمی B_4C (نمونه ۲) باعث کاهش ۳۵ درصدی استحکام نسبت



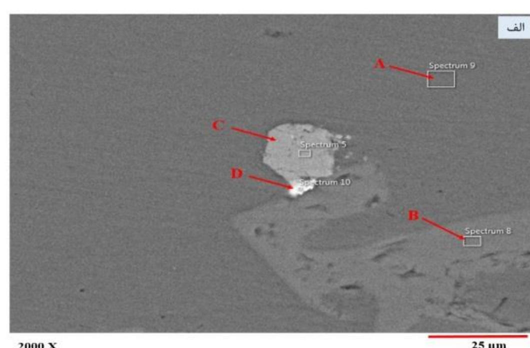


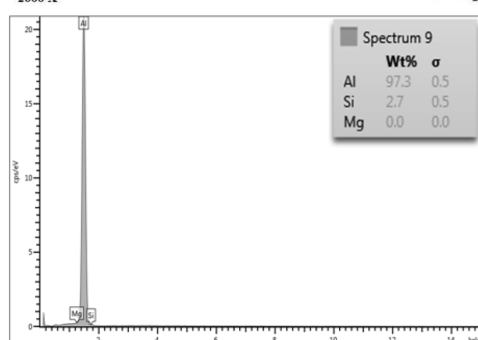
شکل ۷ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه ۱ (بدون تقویت‌کننده) الف) قبل از عملیات T6 و ب) بعد از عملیات T6

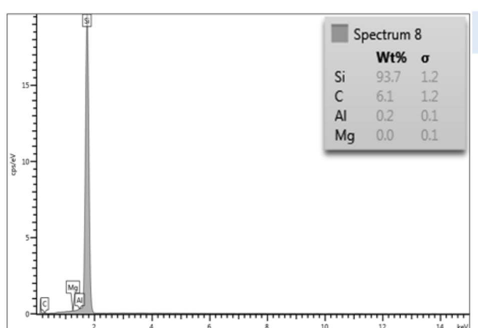


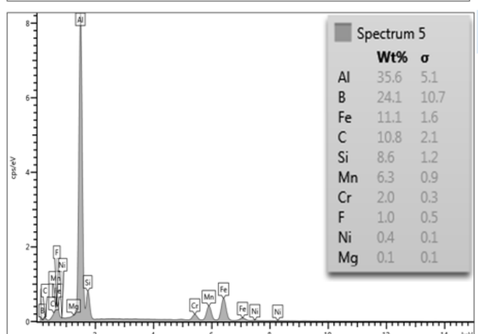
شکل ۸ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه ۲ (حاوی ۲/۵٪ حجمی B_4C) بعد از عملیات T6

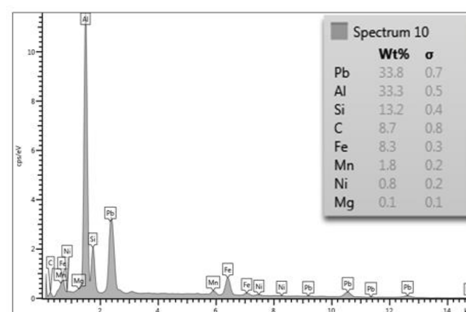
شکل‌های (۹-ب تا ۹-ه)، EDS از نواحی مختلف تصویر SEM شکل ۹-الف را نشان می‌دهند. در شکل‌های (۹-ب و ۹-ج) به ترتیب EDS نواحی غنی از آلومینیوم و Si قابل رویت است و در شکل (۹-ج) که فصل مشترک بین نواحی غنی از آلومینیوم و Si است، وجود عناصر B و C نشان دهنده میکروذرات B_4C در این فصل مشترک است. بنابراین میکروذرات B_4C از نفوذ مذاب به داخل تیغه‌های Si و تجزیه آن جلوگیری می‌کند. علاوه براین وجود تخلخل در فصل مشترک‌ها افت خواص در این نمونه را باعث می‌شود. همچنین تصویر میکروسکوپی و EDS شکل (۹) وجود ترکیب بین فلزی -α $Al15(FeMn)_3Si$ در فصل مشترک بین زمینه و تیغه Si را تایید می‌کند. این ترکیب بین فلزی ترد بوده و در اثر اعمال بار کم‌تر باعث جدایش بین زمینه و تیغه Si می‌شود. وجود عناصر Pb نیز در EDS گ b مده (شکل ۹-د) از منطقه D نشان دهنده حضور سرب در این ناحیه است که در افت خواص مکانیکی نقش تعیین کننده دارد. تجمع میکرذرات به علت انرژی سطحی بالای این ذرات، خود به تنهایی عاملی برای تمرکز تنش است که این تمرکز تنش در حین آزمون کشش باعث شکست نمونه در تنش‌های کم‌تر می‌شود [19].









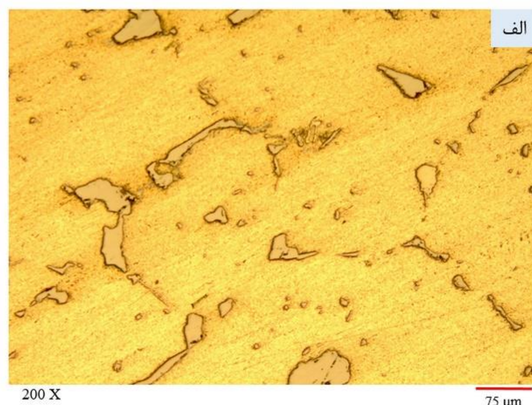


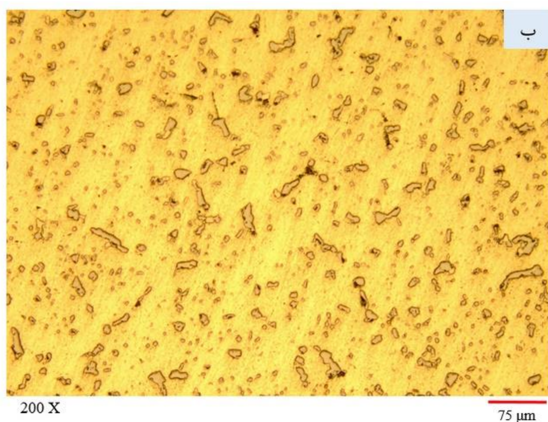
شکل ۹ الف) تصویر SEM نمونه ۲ (حاوی ٪۲/۵ حجمی B_4C)، ب) آنالیز EDS از ناحیه A نمونه ۲، ج) آنالیز EDS از ناحیه B، د) آنالیز EDS از ناحیه C و ه) آنالیز EDS از ناحیه D

شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ نیروی از کامپوزیت‌های حاوی ۵ و ٪۷/۵ حجمی B_4C بعد از عملیات T6 را نشان می‌دهد. در نمونه‌های ۳ و ٤ با افزایش درصد حجمی B_4C در هنگام تشکیل تیغه‌های Si ذرات تقویت‌کننده آن‌ها را احاطه کرده و از رشد آن‌ها جلوگیری می‌کند. به همین دلیل تیغه‌ها ظریف‌تر شده و شکل کروی به خود می‌گیرند. شکل‌های (۱۱- الف و ب) تصویر SEM و EDS نمونه ٤، حضور Si به شکل ذره را در این نمونه تایید می‌کند. همچنین ترکیب بین فلزی α-$Al15(FeMn)_3Si$ در فصل مشترک بین زمینه و تیغه Si نیز دیده می‌شود (شکل ۱۱–ج).

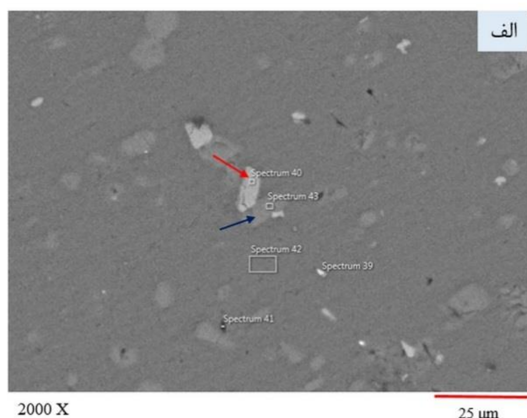
در مطالعه‌ای مشابه ساین و همکاران [20] تاثیر افزودن B_4C بر خواص مکانیکی زمینه آلومینیومی AA 6061 را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد استحکام کششی و میکروسختی با افزودن میکروذرات B_4C افزایش می‌یابد. همچنین ساتیاراج و همکاران [21] تاثیر افزودن B_4C بر خواص سختی و کششی زمینه AA 6061 را مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها مشاهده کردن سختی و استحکام کششی کامپوزیت ابتدا افزایش و سپس کاهش یافت.

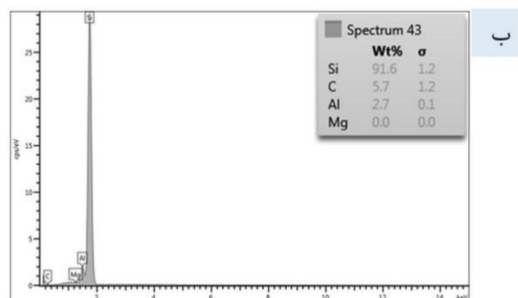
نمونه ۵ حاوی ٪۲/۵ حجمی B_4C و ٪۲/۵ حجمی TiB_2 بیشترین استحکام کششی را نسبت به سایر نمونه‌ها دارد به‌طوری‌که نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده ٪۲۳۵ بهبود از خود نشان می‌دهد. تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه ۵ نشان‌دهنده توزیع مناسب تقویت‌کننده‌ها در زمینه است (شکل ۱۲). به‌منظور بررسی صحت انجام واکنش درجا برای تهیه TiB_2 از میکروسکوپ SEM و EDS استفاده شد. شکل (۱۳) نتایج حاصل از SEM و EDS برای نمونه ۵ نشان می‌دهد که در آن اندازه ذرات TiB_2 نانو تشخیص داده شده و درصد اتمی موجود برای B و Ti به روابط استوکیومتری نزدیک است. توزیع یکسان تقویت‌کننده‌ها و وجود نانوذرات TiB_2 در زمینه دلیل بهبود استحکام کششی نمونه نسبت به زمینه بدون تقویت‌کننده است. هنگام اعمال نیرو، تنش از طریق فصل مشترک از زمینه به تقویت-کننده منتقل شده و درنتیجه باعث افزایش استحکام می‌شود [19,22].

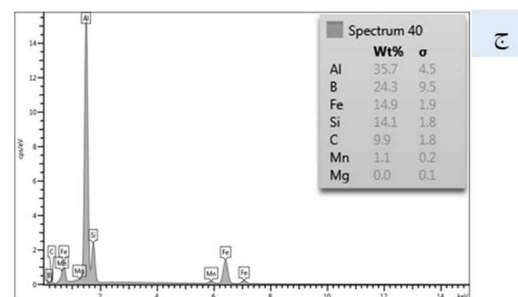




شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ نوری الف) نمونه ۳ (حاوی ٪۵ حجمی B_4C ب) نمونه ٤ (حاوی ٪۷/۵ حجمی B_4C)



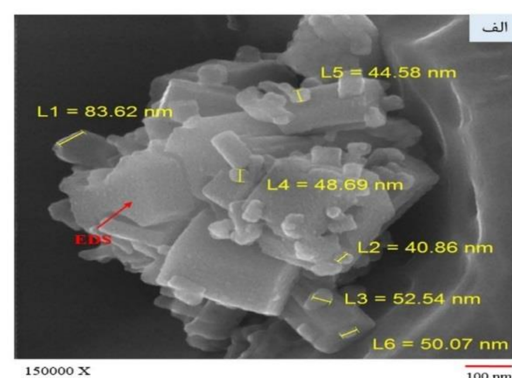


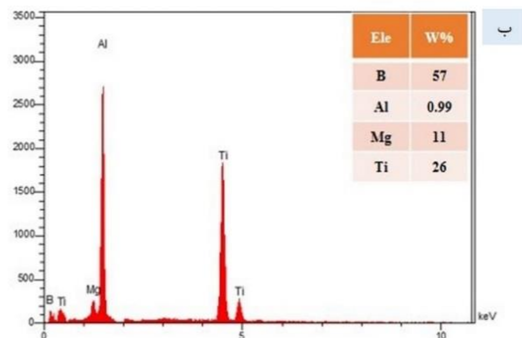


شکل ۱۱ الف) تصویر SEM نمونه ٤، ب) آنالیز EDS از Si ذره‌ای نمونه ٤ (فلش آبی ۱۱-الف)، ج)آنالیز EDS از ناحیه فصل مشترک نمونه ٤ بعد از عملیات T6 (فلش قرمز ۱۱-الف)



شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه ۵ (حاوی ۲/۵٪ حجمی B_4C و ۲/۵٪ حجمی TiB_2)





شکل ۱۳ الف) تصویر SEM نمونه ۵، ب) آنالیز EDS از نانوذرات TiB_2 در نمونه ۵ بعد از عملیات T6

سختی کامپوزیت‌ها. در آزمون سختی سه منطقه از هر نمونه مورد بررسی قرار گرفت که نتایج آن در جدول (۵) آورده شده است. سختی نیز رفتار مشابهی خواص کششی را ارائه داد. به‌طوری‌که در نمونه ۲ حدود ۱۳ درصد افت سختی نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده دیده می‌شود. تجمع و خوشه‌ای شدن میکروذرات B_4C در اطراف تیغه‌ها و ذرات Si باعث تمرکز تنش در این نمونه شده و سختی نمونه کاهش پیدا می‌کند. اما افزایش B_4C در نمونه‌های ۳ و ٤ بترتیب افزایش ۱۰ و ۱۳ درصدی سختی نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده را به دنبال دارد. بهبود خواص سختی نسبت به استحکام کششی دراثر افزودن ذرات تقویت کننده کم‌تر است که علت آن چگالی پایین میکروذرات B_4C در مقایسه با زمینه آلومینیومی باعث می‌شود این ذرات به سطح منتقل شده و عمل تجمع در اطراف تیغه‌های سیلیسی در سطح بیشتر رخ دهد از بهبود بیشتر خواص حاصل از تقویت-کننده‌ها جلوگیری می‌کند. بیشترین سختی را نمونه ۵ نسبت به سایر نمونه‌ها دارد به‌طوری‌که نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده ۳۳٪ بهبود از خود نشان می‌دهد.

جدول ۵ نتایج از آزمون سختی نمونه‌های کامپوزیتی

شماره نمونه	حداکثر سختی	حداقل سختی	میانگین سختی
۱	۱۱۱/٦	۱۱۱/٦	۱۱۱/٦
۲	۹۷/۵	۹۷/۱	۹۷/۳
۳	۱۲۰/٦	۱۱۹/۵	۱۲۰/۱
٤	۱۲۵/۱	۱۲۷/۱	۱۲٦/۳
۵	۱٤۸/٦	۱٤۹/۵	۱٤۹/۲

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، تاثیر ۲/۵، ۵ و ۷/۵ درصد حجمی میکروذرات B_4C و ۲/۵٪ حجمی نانوذرات TiB_2 بر ریزســـاختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیوم A356 مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج حاصل از این تحقیق به شرح زیر است:

۱- انجام عملیات حرارتی T6 در نمونه بدون تقویت‌کننده باعث شکستن تیغه‌های Si شده و باعث بهبود ریزساختار شد اما در نمونه حاوی ۲/۵٪ حجمی B_4C تجمع میکروذرات در فصل مشترک تیغه‌های Si و زمینه از خرد شدن ذرات طی عملیات حرارتی T6 جلوگیری کرد.

۲- طبق شبیه‌سازی ترمودینامیکی انجام شده توسط نرم افزار HSC Chemistry 6.0، فرآوری ۲/۵٪ درصد حجمی نانوذرات TiB_2 در کامپوزیت A356/B_4C باعث کاهش ترکیبات بین فلزی مضر در ساختار کامپوزیت می‌گردد.

۳- افزودن تقویت‌کننده B_4C ابتدا باعث کاهش و سپس باعث افزایش استحکام کششی نهایی و سختی شد. بیشترین استحکام کششی و سختی مربوط به نمونه حاوی ۲/۵٪ حجمی B_4C و ۲/۵٪ حجمی TiB_2 و کم‌ترین آن‌ها مربوط به نمونه حاوی ۲/۵٪ حجمی B_4C بود.

مراجع

1. Alizadeh, A. and Abdollahi, M., "Investigation on the microstructure and tensile properties of Al5083-TiB2 nanocomposites produced by stir casting method", *Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT)*, (2020).
2. Arpatappeh, F. A., Azghan, M. A. and Eslami-Farsani, R., "The effect of stacking sequence of basalt and Kevlar fibers on the Charpy impact behavior of hybrid composites and fiber metal laminates", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, *Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, Vol. 234, pp. 3270-3279, 2020.
3. Kaczmar, J., Pietrzak, K. amd Włosiński, W, The production and application of metal matrix composite materials. *Journal of materials processing technology* , Vol. 106, pp. 58-67, (2000).
4. Rawal S.P., "Metal-matrix composites for space applications", *Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, Vol. 53,pp.14-17, (2001).
5. Hosseini Abbandanak, S.N and Abdollahi, M., "Effect of graphene on the interfacial and mechanical properties of hybrid glass/Kevlar fiber metal laminates", *Journal of Industrial Textile*s, (2020).
6. Mazahery, A. and Shabani M.O, "Characterization of cast A356 alloy reinforced with nano SiC composites", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 22, pp. 275-280, (2012).
7. Ibrahim, I., Mohamed, F. and Lavernia, E., "Particulate reinforced metal matrix composites a review", *Journal of materials science*, Vol. 26, pp. 1137-1156, (1991).
8. Kennedy, A., Karantzalis, A. and Wyatt, S., "The microstructure and mechanical properties of TiC and TiB2-reinforced cast metal matrix composites", *Journal of Materials Science*, Vol 34, pp. 933-940, (1999).
9. Xin-min, M., Rui-Juan, X., Hao, W. and Wei-min, W., "Electronic structure and chemical bond of titanium diboride", *Journal of Wuhan University of Technology-Mater*, Vol. 18, pp.11-14, (2003).
10. Wang, Y., Fang, C., Zhou, L., Hashimoto, T., Zhou, X., Ramasse, Q. and Fan, Z., "Mechanism for Zr poisoning of Al-Ti-B based grain refiners", *Acta materialia*, Vol. 164, pp. 428-439, (2013).
11. Ghasali, E., "Preparation of mullite/B4C composites: a comparative study on the effect of heating methods", *Ceramics International*, Vol. 44, pp. 18743-18751, (2018).

12. Topcu, I., "Processing and mechanical properties of B_4C reinforced Al matrix composites", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 482, pp. 516-521, (2019).
13. Souri, A., shanaghi, A., "Talezari A Effect of etching process of SiC particles on microstructure and mechanical properties of electromagnetic stir casting process of A357−SiC nanocomposite", Advanced Ceramics Progress, (2019).
14. Hedayatian, M., Vahedi, Kh., Nezamabadi, A.R. and Momeni, A., "Effect of graphene oxide reinforcement on the ballistic properties of Al6061- nanocomposites", *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 6, pp. 401-410, (2019).
15. Wang, Y., Fang, C., Zhou, L., Hashimoto, T., Zhou, X., Ramasse, Q. and Fan, Z., "Mechanism for Zr poisoning of Al-Ti-B based grain refiners", *Acta materialia*, Vol. 164, pp. 428-439, (2019).
16. Chen, Z., Wang, T., Zheng, Y., Zhao, Y., Kang, H. and Gao, L., "Development of TiB2 reinforced aluminum foundry alloy based in situ composites–Part I: An improved halide salt route to fabricate Al–5 wt% TiB2 master composite", *Materials Science and Engineering*, Vol. 605, pp. 301-309, (2014).
17. Suresh, S., Shenbag, N., Moorthi, V., "Aluminium-titanium diboride (Al-TiB_2) metal matrix composites: challenges and opportunities", *Procedia Engineering*, Vol. 38, pp. 89-97 , (2012).
18. ASTM E8/E8M, "Standard test method for tension testing of metallic materials, Annual Book of ASTM Standards", ASTM International, West Conshohocken, PA, (2015).
19. [19] Harichandran, R., Selvakumar, N., "Effect of nano/micro B4C particles on the mechanical properties of aluminium metal matrix composites fabricated by ultrasonic cavitation-assisted solidification process", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 16, pp.147-158 , (2016).
20. Singh, G., Singh, H., Singh, K., Vardhan, S. and Mohan, S., "Mechanical characterizations of the fabricated AA 6061 based composites reinforced with B4C particulates", Materials Today: Proceedings, (2022).
21. Sathiyaraj, S., Senthilkumar, A., Ameen, P. M., Sundar, R. and Saseendran, V., "Experimental investigations on mechanical properties of Al-B4C metal matrix composites", *Materials Today: Proceedings*, Vol. 45, pp. 6372-6376, (2021).
22. Bhowmik, A., Dey, D. and Biswas, A., "Comparative study of microstructure, physical and mechanical characterization of SiC/TiB2 reinforced aluminium matrix composite", *Silicon*, Vol. 13, pp. 2003-2010, (2021).